

(19)日本国特許庁(JP)

(12)特許公報(B2)

(11)特許番号
特許第7524357号
(P7524357)

(45)発行日 令和6年7月29日(2024.7.29)

(24)登録日 令和6年7月19日(2024.7.19)

(51)国際特許分類	F I			
C 2 2 C 38/00 (2006.01)	C 2 2 C 38/00	3 0 1 S		
C 2 2 C 38/14 (2006.01)	C 2 2 C 38/14			
C 2 1 D 9/46 (2006.01)	C 2 1 D 9/46	G		

請求項の数 13 (全13頁)

(21)出願番号	特願2022-572703(P2022-572703)	(73)特許権者	302022474
(86)(22)出願日	令和3年5月25日(2021.5.25)		宝山鋼鉄股▲分▼有限公司
(65)公表番号	特表2023-527390(P2023-527390 A)		中華人民共和國 2 0 1 9 0 0 上海市宝山区富▲錦▼路 8 8 5 号
(43)公表日	令和5年6月28日(2023.6.28)	(74)代理人	110001195
(86)国際出願番号	PCT/CN2021/095808		弁理士法人深見特許事務所
(87)国際公開番号	WO2021/238917	(72)発明者	李 偉
(87)国際公開日	令和3年12月2日(2021.12.2)		中華人民共和國 2 0 1 9 0 0 上海市宝山区富▲錦▼路 8 8 5 号
審査請求日	令和4年11月25日(2022.11.25)	(72)発明者	朱 曉 東
(31)優先権主張番号	202010459214.0		中華人民共和國 2 0 1 9 0 0 上海市宝山区富▲錦▼路 8 8 5 号
(32)優先日	令和2年5月27日(2020.5.27)	(72)発明者	薛 鵬
(33)優先権主張国・地域又は機関	中国(CN)		中華人民共和國 2 0 1 9 0 0 上海市宝山区富▲錦▼路 8 8 5 号
		最終頁に続く	

(54)【発明の名称】 7 8 0 M P a 級冷間圧延焼鈍二相鋼およびその製造方法

(57)【特許請求の範囲】

【請求項 1】

引張強度 > 7 8 0 M P a 冷間圧延焼鈍二相鋼であって、基体組織が微細かつ均一的なマルテンサイト＋フェライトであり、前記冷間圧延焼鈍二相鋼の各化学元素が以下の質量パーセントを有し：

C : 0 . 1 % ~ 0 . 1 3 %、S i : 0 . 4 % ~ 0 . 8 %、M n : 1 . 6 5 % ~ 1 . 9 %、A l : 0 . 0 1 % ~ 0 . 0 5 %、N b : 0 . 0 1 ~ 0 . 0 3 %、T i : 0 . 0 1 ~ 0 . 0 3 %、残りが F e およびその他の避けられない不純物であり、

前記冷間圧延焼鈍二相鋼は、C r および M o を含有せず、

前記冷間圧延焼鈍二相鋼の性能が下記各項を満たす冷間圧延焼鈍二相鋼：降伏強度 4 2 0 M P a ；引張強度 > 7 8 0 M P a ；A ₅₀ ゲージ破断伸び率 1 8 % ；9 0 度冷間圧延性能の特定パラメータ R / t 1、R が湾曲半径 (m m) を示し、t が板厚 (m m) を示す。

【請求項 2】

各化学元素の質量パーセント含有量は、下記各項の少なくとも一つを満たす、請求項 1 に記載の冷間圧延焼鈍二相鋼：

C : 0 . 1 1 % ~ 0 . 1 2 5 %、
S i : 0 . 5 % ~ 0 . 7 %、
M n : 1 . 7 % ~ 1 . 8 %、
A l : 0 . 0 1 5 % ~ 0 . 0 4 5 %、

Nb : 0 . 0 1 5 ~ 0 . 0 2 5 %、

Ti : 0 . 0 1 5 ~ 0 . 0 2 5 %。

【請求項 3】

避けられない不純物は、P、SとNを含み、その含有量が、以下の各項の少なくとも一つとする、請求項 1 に記載の冷間圧延焼鈍二相鋼：P 0 . 0 1 5 %、S 0 . 0 0 3 %、N 0 . 0 0 5 %。

【請求項 4】

NbとTiの質量パーセント含有量がさらにNb % + Ti % × 3 0 . 0 4 7 %を満たす、請求項 1 に記載の冷間圧延焼鈍二相鋼。

【請求項 5】

前記マルテンサイトの相比率 > 5 5 %、請求項 1 に記載の冷間圧延焼鈍二相鋼。

【請求項 6】

前記マルテンサイトの結晶粒直径が5マイクロメートル以下であり、前記フェライトの結晶粒直径が5マイクロメートル以下である、請求項 1 に記載の冷間圧延焼鈍二相鋼。

【請求項 7】

NbとTiの質量パーセント含有量がさらに0 . 0 4 7 % Nb % + Ti % × 3 0 . 1 0 %を満たす、請求項 4 に記載の冷間圧延焼鈍二相鋼。

【請求項 8】

以下のステップを含む、請求項 1 - 7 のいずれか一項に記載の冷間圧延焼鈍二相鋼の製造方法：

(1) 製錬および連続 casting ；

(2) 熱間圧延 ；

(3) 冷間圧延 ；

(4) 焼鈍：焼鈍均熱温度を770 - 820 とし、焼鈍時間を40 ~ 200 s とし、その後3 - 5 / s の速度で急冷開始温度まで冷却し、その後30 ~ 80 / s の速度で急速冷却し、急冷開始温度を650 ~ 730 とし、急冷完了温度を200 - 270 とする ；

(5) 焼き戻し ；

(6) テンパー。

【請求項 9】

ステップ (2) では、板スラブをまず1160 - 1220 に加熱し、0 . 6 時間以上保温し、その後850 - 900 の温度を採用して熱間圧延し、圧延後に30 - 80 / s の速度で急速冷却する ； 巻取温度を500 - 600 とし、巻取後に空冷する、請求項 8 に記載の製造方法。

【請求項 10】

ステップ (3) では、冷間圧延圧下率を50 - 70 %とする、請求項 8 に記載の製造方法。

【請求項 11】

ステップ (5) では、焼き戻し温度を200 - 270 とし、焼き戻し時間を100 - 400 s とする、請求項 8 に記載の製造方法。

【請求項 12】

ステップ (6) では、テンパー圧下率 0 . 3 %とする、請求項 8 に記載の製造方法。

【請求項 13】

ステップ (4) において、前記焼鈍均熱温度を790 - 810 とする、請求項 8 - 12 のいずれか一項に記載の製造方法。

【発明の詳細な説明】

【技術分野】

【0001】

本発明は、金属材料およびその製造方法、特に冷間圧延焼鈍二相鋼およびその製造方法に関する。

10

20

30

40

50

【背景技術】

【0002】

グローバルエネルギー危機や環境問題の深刻化に伴い、自動車製造業において、省エネと安全性が主要な発展方向になりつつある。その中で、車両重量の低減は、省エネと排出減少のための一つの措置である。高強度二相鋼は、良好な機械的性能および使用性能を有するため、車両構造体の生産や製造に有効に適用できる。

【0003】

超高張力鋼の発展および現在の市場変化に伴い、超高張力鋼には、経済性およびより優れた性能が期待される。現在、780DP鋼はいまだに主流の応用鋼として全DP鋼の60%を占め、各種の構造体、安全体に広く応用される。自動車業における重量減少と省エネの発展傾向や、国内外、特に国内の製鋼場水準の迅速な進歩に伴い、これから二相鋼の発展は、低コストと高性能が必ず総合的に主軸とされる。

【0004】

カナダ特許文献（特許番号CA2526488、開示日2004年12月2日、題名「780MPa以上の引張強度を有し、局部可塑性に優れ、溶接硬度の増加が抑止される冷間圧延鋼板」）は、以下の化学成分を有する冷間圧延鋼板を開示した：C：0.05～0.09%；Si：0.4～1.3%；Mn：2.5～3.2%；任意選択的に添加されるMo：0.05～0.5%またはNi：0.05～2%；P：0.001～0.05%；S 0.08*Ti-3.43*N+0.004；N 0.006%；Al：0.005～0.10%；Ti：0.001～0.045%、任意的に添加されるNb 0.04%またはB：0.0002～0.0015%、処理のために任意的に添加されるCa；その他のFeおよび避けられない不純物。最終的に780Mpaの最小強度を有する高張力鋼を得るために、ベイナイト含有量が7%を超え、Pcm 0.3、Ar3以上の温度で熱間圧延し、700以下で巻取、冷間圧延し、700～900で焼鈍し、550～700から急速冷却する必要がある。この鋼は、局部変形能力が強く、溶接領域での硬度が低いという特徴がある。しかし、この鋼は、設計中に高いMn含有量が採用されるため、必ずひどい帯状組織になり、力学性能の不均一性が生じる。なお、高Mnの添加に伴い、比較的多くのSiが添加されるため、鋼の表面品質および溶接性能にはいずれも不利である。

【0005】

米国特許文献（公開番号US20050167007、開示日2005年8月4日）は、以下の化学成分を有する高強度鋼板の製造方法を開示した：0.05～0.13%C、0.5～2.5%Si、0.5～3.5%Mn、0.05～1%Cr、0.05～0.6%Mo、0.1%Al、0.005%S、0.01%N、0.03%P、添加される0.005～0.05%Tiまたは0.005～0.05%Nbまたは0.005～0.2%V。この鋼は、Ar3温度以上での熱間圧延、450～700での巻取、焼鈍後に100/sの冷却速度で700～600の冷却焼入れ、その後180～450での焼き戻しにより、最終的に780Mpaの引張強度を有し、穴広げ率が50%を超える高張力鋼が得られる。この鋼の主要な問題は、総合金量が高すぎて、Si含有量が高いため、鋼の溶接性やリン酸化性能には不利である。

【0006】

中国特許文献（公開番号CN101363099A、開示日2009年2月11日、題名「1000MPa級の引張強度を有する冷間圧延二相鋼板および製造方法」）は、C：0.14～0.21%、Si：0.4～0.9%、Mn：1.5～2.1%、P：0.02%、S 0.01%、Nb：0.001～0.05%、V：0.001～0.02%を含む、超高強度二相鋼を開示した。熱間圧延や冷間圧延後に、760～820で保温し、冷却速度40～50/s、240～320で180～300s過時効を行う。この鋼は、炭素当量が高く設計され、そして性能均一という特徴を有しない。

【発明の概要】

【発明が解決しようとする課題】

【0007】

そのように、従来の設計における780MPa二相鋼の特許技術は、良好な成形性能があるものの、高いC含有量や高いSi含有量が採用されるか、Cr、Ni、Moなどの合金含有量が多く含有されるため、鋼の溶接性、表面品質およびリン酸化性能には不利であり、同時にコストが高い。また、一部の高Si含有量の鋼は、穴広げ率がとても高く、湾曲性能が良いものの、降伏比が高く、プレス加工性能が低減する。

【課題を解決するための手段】

【0008】

本発明の一つの目的は、経済性を有する780MPa級の冷間圧延焼鈍二相鋼の提供である。この冷間圧延焼鈍二相鋼は、合金元素および製造プロセスの合理的な設計により、MoとCrが添加されないままで、得られる鋼板が780MPa級の強度を有し、微細かつ均一的なマルテンサイト+フェライト二相組織が得られるため、伸び率および冷間圧延性能が優れており、良好な成形性を有する。この冷間圧延焼鈍二相鋼は、降伏強度 420MPa；引張強度 > 780MPa；A50ゲージ破断伸び率 18%；90度冷間圧延性能の特定パラメータ R/t 1、Rが湾曲半径を示し、tが板厚を示し、単位パラメータがmmである。

【0009】

上述の目的を実現するために、本発明は、冷間圧延焼鈍二相鋼であって、基体組織が微細かつ均一的なマルテンサイト+フェライトであり、前記冷間圧延焼鈍二相鋼が、Feの他に以下の質量パーセントで下記化学元素をさらに含有する、780MPa級冷間圧延焼鈍二相鋼を提供する：

C：0.1%～0.13%、Si：0.4%～0.8%、Mn：1.65%～1.9%、Al：0.01%～0.05%、Nb：0.01～0.03%、Ti：0.01～0.03%；

前記冷間圧延焼鈍二相鋼は、CrおよびMoを含有しない。

【0010】

さらに、本発明による冷間圧延焼鈍二相鋼において、各化学元素の質量パーセントは：

C：0.1%～0.13%、Si：0.4%～0.8%、Mn：1.65%～1.9%、Al：0.01%～0.05%、Nb：0.01～0.03%、Ti：0.01～0.03%、残りがFeおよびその他の避けられない不純物である。

【0011】

本発明による冷間圧延焼鈍二相鋼において、本発明の冷間圧延焼鈍二相鋼の成分設計がCとMnを主とする成分系であるため、冷間圧延焼鈍二相鋼が780MPa級の強度に達することができる。この鋼は、MoとCrなどの貴重合金元素が添加されないため、経済性が有効に確保される。NbとTiの微量添加は、オーステナイト結晶粒の成長を抑制する効果があり、結晶粒が有効に微細化される。MoとCrが添加されない特殊な成分設計により、熱間圧延ロールの強度が高すぎず、冷間圧延の製造性が確保される。各化学元素の設計原理は、以下の通りである：

C：本発明による冷間圧延焼鈍二相鋼において、Cの添加は、鋼の強度を高め、マルテンサイトの硬度を高めることができる。鋼中でのCの質量パーセントが0.1%未満だと、鋼板の強度が影響を受けるだけでなく、オーステナイトの形成量や安定性にも不利である；そして鋼中でのCの質量パーセントが0.13%を超えると、マルテンサイトの硬度が高すぎて、結晶粒サイズが粗大化するため、鋼板の成形性能には不利であると同時に、炭素当量が高すぎて、溶接使用にも不利である。したがって、本発明による冷間圧延焼鈍二相鋼において、Cの質量パーセントは、0.1%～0.13%とする。

【0012】

好ましい実施形態では、Cの質量パーセントは、0.11%～0.125%にしてもいい。

【0013】

Si：本発明による冷間圧延焼鈍二相鋼において、鋼中へのSiの添加は、焼入れ性を

10

20

30

40

50

高めることができる。そして、鋼中に固溶される S i は、転位の相互作用に影響できるため、加工硬化率が増加し、二相鋼中における伸び率が適量に高まることのできるため、良好な成形性の獲得には好適である。ただし、注意しなければならないが、鋼中での S i の質量パーセントが高すぎると、表面品質の制御には不利である。したがって、本発明による冷間圧延焼鈍二相鋼において、S i の質量パーセントは、0.4%~0.8%とする。

【0014】

好ましい実施形態では、S i の質量パーセントは、0.5%~0.7%にしてもいい。

M n : 本発明による冷間圧延焼鈍二相鋼において、M n の添加は鋼の焼入れ性向上に有利であり、鋼板の強度を高めることができる。ただし、注意しなければならないが、鋼中での M n の質量パーセントが1.65%未満だと、鋼板の強度が足りない；鋼中での M n の質量パーセントが1.9%を超えると、鋼板の強度が高すぎて、その成形性能が低減する。したがって、本発明による冷間圧延焼鈍二相鋼において、M n の質量パーセントは、1.65%~1.9%とする。

10

【0015】

好ましい実施形態では、M n の質量パーセントは、1.7%~1.8%にしてもいい。

A l : 本発明による冷間圧延焼鈍二相鋼において、A l の添加は、脱酸素効果および結晶粒微細化の効果を有する。本発明による冷間圧延焼鈍二相鋼において、A l の質量パーセントは、0.01%~0.05%とする。

【0016】

好ましい実施形態では、A l の質量パーセントは、0.015%~0.045%にしてもいい。

20

【0017】

N b : 本発明による冷間圧延焼鈍二相鋼において、N b は結晶粒を微細化させる重要な元素であり、微合金鋼の中に少量の強炭化物形成元素 N b が加えられると、制御圧延過程において、歪み誘発によって相が析出し、質点ピンニングおよび亜粒界の作用により、歪みオーステナイトの再結晶温度が著しく低下し、核形成質点が提供され、結晶粒微細化の効果が明らかである；連続焼鈍オーステナイト化過程において、均熱で溶けていない炭素、窒素化物質点が、結晶境界の質点ピンニングメカニズムにより、均熱オーステナイト結晶粒の粗面化が防げられ、結晶粒が有効に微細化される。したがって、本発明による冷間圧延焼鈍二相鋼において、N b の質量パーセントは、0.01~0.03%とする。

30

【0018】

好ましい実施形態では、N b の質量パーセントは、0.015~0.025%にしてもいい。

【0019】

T i : 本発明による冷間圧延焼鈍二相鋼において、添加される強炭化物形成元素 T i は、高温下でも強烈なオーステナイト結晶粒成長抑制効果を示し、同時に T i の添加は結晶粒微細化に有利である。したがって、本発明による冷間圧延焼鈍二相鋼において、T i の質量パーセントは、0.01~0.03%とする。

【0020】

好ましい実施形態では、T i の質量パーセントは、0.015~0.025%にしてもいい。

40

【0021】

上記成分設計において、冷間圧延焼鈍二相鋼中に、M o と C r などの貴重合金元素が添加されていないため、経済性が確保される。同時に、40-100 / s での正常連続焼鈍ガスの冷却速度下で780MPa級引張強度を得るために、成分中にはCとMnの合金添加含有量の確保が、十分の焼入れ性を提供するために必要である。ただし、優れた溶接性能および成形性能を確保するために、CとMn合金元素の含有量には上限が必要であり、強度が上限を超えてはならない。

【0022】

鋼の生産過程に、A l の窒化物とN b、T i の炭素窒素化物とは競争析出の関係であ

50

るため、本発明の成分系における Al、N の含有量を考慮し、結晶粒微細化の効果のために、Nb、Ti の添加は、一定の量にする必要がある。そのため、冷間圧延焼鈍二相鋼中の Nb、Ti 質量パーセント含有量が、式： $Nb\% + Ti\% \times 3 \leq 0.047\%$ 、好ましくは 0.06% を満たしてもいい。式の中で、Nb と Ti はいずれも相応元素の質量パーセント含有量、つまり式中でパーセント記号前の数値である。一実施形態では、 $0.047\% \leq Nb\% + Ti\% \times 3 \leq 0.10\%$ ；好ましくは、 $0.06\% \leq Nb\% + Ti\% \times 3 \leq 0.10\%$ 。

【0023】

さらに、本発明による冷間圧延焼鈍二相鋼において、各化学元素の質量パーセント含有量は、下記各項の少なくとも一つを満たす：

C：0.11%～0.125%、

Si：0.5%～0.7%、

Mn：1.7%～1.8%、

Al：0.015%～0.045%、

Nb：0.015～0.025%、

Ti：0.015～0.025%。

【0024】

さらに、本発明による冷間圧延焼鈍二相鋼において、避けられない不純物は、P、S と N を含み、その含有量は、下記各項の少なくとも一つとする：P 0.015%、S 0.003%、N 0.005%。

【0025】

上述技術案では、本発明による冷間圧延焼鈍二相鋼において、P、N と S はいずれも鋼中における避けられない不純物元素であり、鋼中での P、N と S の含有量が低いほど、実施効果が良好である。S から形成される MnS は成形性能をひどく影響し、N は板スラブ表面に割れや気泡を発生させやすい。したがって、本発明による冷間圧延焼鈍二相鋼において、P の質量パーセントを P 0.015% とし、S の質量パーセントを S 0.003% とし、N の質量パーセントを N 0.005% とする。

【0026】

さらに、本発明による冷間圧延焼鈍二相鋼において、前記マルテンサイトの相比例（体積比）> 55%。

【0027】

さらに、本発明による冷間圧延焼鈍二相鋼において、前記マルテンサイトの結晶粒直径が 5 マイクロメートル以下であり、前記フェライトの結晶粒直径が 5 マイクロメートル以下である。

【0028】

さらに、本発明による冷間圧延焼鈍二相鋼において、その性能が、下記各項の少なくとも一つを満たす：降伏強度 420 MPa 、好ましくは 430 MPa ；引張強度 $> 780\text{ MPa}$ 、好ましくは 800 MPa ；A50 ゲージ破断伸び率 18%；90 度冷間圧延性能の特定パラメータ $R/t \leq 1$ 、R が湾曲半径を示し、t が板厚を示し、単位パラメータが mm である。

【0029】

さらに、本発明による冷間圧延焼鈍二相鋼において、その性能が、下記各項を満たす：降伏強度 420 MPa 、好ましくは 430 MPa ；引張強度 $> 780\text{ MPa}$ 、好ましくは 800 MPa ；A50 ゲージ破断伸び率 18%；90 度冷間圧延性能の特定パラメータ $R/t \leq 1$ 、R が湾曲半径を示し、t が板厚を示し、単位パラメータが mm である。

【0030】

さらに、本発明による冷間圧延焼鈍二相鋼の降伏強度比が 0.53 - 0.57 である。

また、本発明のもう一つ目的は、冷間圧延焼鈍二相鋼の製造方法の提供である。この製造方法によって作製される冷間圧延焼鈍二相鋼は、高い強度および優れた伸び率と冷間圧延性能という特徴を有し、その降伏強度 420 MPa 、引張強度 $> 780\text{ MPa}$ 、A5

10

20

30

40

50

0 ゲージ破断伸び率 18 %、90 度冷間圧延性能の特定パラメータ R/t 1、 R が湾曲半径を示し、 t が板厚を示し、単位パラメータが mm である。

【0031】

上述の目的を実現するために、本発明は、以下のステップを含む上記冷間圧延焼鈍二相鋼の製造方法を提供する：

(1) 製錬および連続鋳造；

(2) 熱間圧延；

(3) 冷間圧延；

(4) 焼鈍：焼鈍均熱温度を 770 - 820 とし、焼鈍時間を 40 ~ 200 s とし、その後 3 - 5 / s の速度で急冷開始温度まで冷却し、その後 30 ~ 80 / s の速度で急速冷却し、急冷開始温度を 650 ~ 730 とし、急冷完了温度を 200 - 270 とする；

(5) 焼き戻し；

(6) テンパー。

【0032】

本発明による冷間圧延焼鈍二相鋼の製造方法において、前記ステップ (4) では、焼鈍均熱温度を 770 - 820 とする。なぜなら：焼鈍均熱温度が 770 未満だと、引張強度が 780 MPa である鋼が得られない；そして焼鈍均熱温度が 820 を超えると、結晶粒サイズが粗大であるため、成形性能が大幅に低減する。したがって、焼鈍均熱温度を 770 - 820 とすれば、780 MPa の引張強度が得られるだけでなく、得られる結晶粒サイズが微細であるため、冷間圧延焼鈍二相鋼に良好な成形性能が確保される。

【0033】

好ましい実施形態では、より優れた実施効果のため、そして得られる結晶粒サイズをより微細なものにし、得られる鋼の機械性を適宜なものにし、成形性能をより優れたものにするため、焼鈍均熱温度を 790 - 810 にしてもいい。

【0034】

さらに、本発明による製造方法において、ステップ (2) では、板スラブをまず 1160 - 1220、好ましくは 1165 - 1215 に加熱し、0.6 時間以上、好ましくは 0.6 - 1.5 時間保温し、その後 850 - 900 の温度を採用して熱間圧延し、圧延後に 30 - 80 / s の速度で急速冷却する；巻取温度を 500 - 600、好ましくは 520 - 600 とし、巻取後に空冷する。

【0035】

さらに、本発明による製造方法において、ステップ (3) では、冷間圧延圧下率を 50 - 70 % とする。

【0036】

さらに、本発明による製造方法において、ステップ (5) では、焼き戻し温度を 200 - 270 とし、焼き戻し時間を 100 - 400 s、好ましくは 150 - 400 s とする。

【0037】

さらに、本発明による製造方法において、ステップ (6) では、テンパー圧下率 0.3 % とする。

【0038】

さらに、本発明による製造方法において、ステップ (4) では、前記焼鈍均熱温度を 790 - 810 とする。

【発明の効果】

【0039】

本発明による冷間圧延焼鈍二相鋼およびその製造方法は、従来技術と比較して、以下の利点及び有益な効果を有する：

本発明による冷間圧延焼鈍二相鋼は、合理的な合金化学成分設計が採用され、Mo と Cr が添加されていないままで、引張強度が 780 MPa を超えるマルテンサイト + フェライト二相組織の鋼板が得られる。その降伏強度 420 MPa、引張強度 > 780 MPa

10

20

30

40

50

、A 5 0 ゲージ破断伸び率 1 8 %、9 0 度冷間圧延性能の特定パラメータ R / t 1。良好な経済性を有すると同時に、高い強度および優れた伸び率および冷間圧延性能を有するという特徴が実現される。

【 0 0 4 0 】

また、本発明による製造方法は、具体的なプロセスパラメータを合理的に設計および制御することで、本発明による製造方法で得られる冷間圧延焼鈍二相鋼には、良好な経済性を有するだけでなく、高い強度および優れた伸び率と冷間圧延性能を有するという特徴がある。

【図面の簡単な説明】

【 0 0 4 1 】

【図 1】図 1 は実施例 1 の冷間圧延焼鈍二相鋼の組織を示す。

【発明を実施するための形態】

【 0 0 4 2 】

以下では、具体的な実施例に基づき、本発明による経済性を有する 7 8 0 M P a 級の冷間圧延焼鈍二相鋼およびその製造方法をさらに詳しく説明するが、その説明は本発明の技術案を限定するものではない。

【 0 0 4 3 】

実施例 1 - 7 および比較例 1 - 1 4

表 1 は、実施例 1 - 7 の冷間圧延焼鈍二相鋼および比較例 1 - 1 4 の鋼に対応する鋼種における各化学元素の質量パーセントを示す。

【 0 0 4 4 】

【表 1】

表 1 (w t %、残りは F e、および P、S と N 以外の避けられない不純物である)

	鋼種	化学元素									
		C	Si	Mn	Al	P	S	N	Nb	Ti	Nb%+Ti%×3
実施例 1	A	0.103	0.45	1.74	0.012	0.014	0.0015	0.0035	0.012	0.021	0.075
実施例 2	B	0.106	0.52	1.68	0.032	0.013	0.0016	0.0033	0.017	0.015	0.062
実施例 3	C	0.110	0.55	1.85	0.022	0.009	0.0018	0.0045	0.015	0.026	0.093
実施例 4	D	0.115	0.43	1.82	0.028	0.011	0.0020	0.0042	0.024	0.024	0.096
実施例 5	E	0.118	0.61	1.69	0.018	0.012	0.0022	0.0038	0.029	0.023	0.098
実施例 6	F	0.123	0.66	1.76	0.025	0.011	0.0024	0.0045	0.021	0.021	0.084
実施例 7	G	0.129	0.72	1.80	0.045	0.009	0.0012	0.0027	0.0195	0.014	0.0615
比較例 1	H	<u>0.091</u>	0.63	1.77	0.044	0.011	0.0022	0.0037	0.015	0.018	0.069
比較例 2	I	<u>0.138</u>	0.64	1.81	0.047	0.009	0.0022	0.0033	0.018	0.022	0.084
比較例 3	J	0.121	0.58	<u>1.62</u>	0.033	0.012	0.0015	0.0028	0.026	0.021	0.089
比較例 4	K	0.124	0.63	<u>1.99</u>	0.038	0.013	0.0015	0.0035	0.026	0.019	0.083
比較例 5	L	0.118	0.62	1.69	0.035	0.011	0.0017	0.0034	<u>0.005</u>	0.024	0.077
比較例 6	M	0.117	0.57	1.72	0.026	0.008	0.0012	0.0029	0.020	<u>0.004</u>	0.032
比較例 7 - 1 4	N	0.109	0.72	1.75	0.024	0.010	0.0014	0.0043	0.023	0.027	0.104

【 0 0 4 5 】

本発明による実施例 1 - 7 の冷間圧延焼鈍二相鋼および比較例 1 - 1 4 の鋼は、いずれも以下のステップで作製された：

(1) 製錬と連続鋳造：要求される合金成分を得て、S、P の含有量をできるだけ低減させた；

(2) 熱間圧延：板スラブをまず 1 1 6 0 - 1 2 2 0 に加熱し、0 . 6 時間以上保温し、その後 8 5 0 - 9 0 0 の温度を採用して熱間圧延し、圧延後に 3 0 - 8 0 / s の速度で急速冷却した；巻取温度を 5 0 0 - 6 0 0 とし、巻取後に空冷した；

(3) 冷間圧延：冷間圧延圧下率を 5 0 - 7 0 % とした；

(4) 焼鈍：焼鈍均熱温度を 7 7 0 - 8 2 0 とし、好ましくは 7 9 0 - 8 1 0 とし、焼鈍時間を 4 0 ~ 2 0 0 s とし、その後 3 - 5 / s の速度で急冷開始温度まで冷却し、その後 3 0 ~ 8 0 / s の速度で急速冷却し、急冷開始温度を 6 5 0 ~ 7 3 0 とし、急冷完了温度を 2 0 0 - 2 7 0 とした；

(5) 焼き戻し：焼き戻し温度を 2 0 0 - 2 7 0 とし、焼き戻し時間を 1 0 0 - 4 0 0 s とした；

(6) テンパー：テンパー圧下率 0 . 3 % とした。

【 0 0 4 6 】

説明しなければならないが、実施例 1 - 7 の冷間圧延焼鈍二相鋼の化学成分および関連のプロセスパラメータは、いずれも本発明の設計規範の制限要求を満たしている。比較例 1 - 6 の鋼の化学成分は、いずれも本発明に設計される要求のパラメータを満たさない；比較例 7 - 1 4 に対応する N 鋼種の化学成分は、本発明の設計要求を満たすものの、関連のプロセスパラメータはいずれも本発明の設計規範のパラメータを満たさない。

【 0 0 4 7 】

表 2 - 1 と表 2 - 2 は、実施例 1 - 7 の冷間圧延焼鈍二相鋼および比較例 1 - 1 4 の鋼の具体的なプロセスパラメータを示す。

【 0 0 4 8 】

【表 2 - 1】

表 2 - 1

番号	鋼種	ステップ (2)					ステップ (3)
		加熱温度 (℃)	保温時間 (h)	熱間圧延の仕上げ圧延温度 (℃)	冷却速度 (℃ / s)	巻取温度 (℃)	冷間圧延圧下量 (%)
実施例 1	A	1210	0.75	855	32	585	52
実施例 2	B	1205	0.65	870	30	525	67
実施例 3	C	1195	1.2	890	47	545	58
実施例 4	D	1187	1.5	886	54	575	50
実施例 5	E	1169	0.8	864	68	590	55
実施例 6	F	1211	1.1	895	74	588	62
実施例 7	G	1191	0.9	885	44	600	48
比較例 1	H	1187	0.7	875	50	548	50
比較例 2	I	1175	1.1	850	62	566	56
比較例 3	J	1200	0.95	890	68	535	55
比較例 4	K	1213	1.3	900	76	505	52
比較例 5	L	1178	1.4	895	46	586	67
比較例 6	M	1194	0.8	890	38	533	48
比較例 7	N	<u>1153</u>	1.6	866	55	564	62
比較例 8	N	<u>1237</u>	1.5	885	60	592	50
比較例 9	N	1195	1.4	886	70	<u>480</u>	55
比較例 1 0	N	1186	0.9	895	75	<u>622</u>	58
比較例 1 1	N	1209	1.1	858	49	578	56
比較例 1 2	N	1193	1.3	864	55	555	60
比較例 1 3	N	1169	1.5	877	62	511	52
比較例 1 4	N	1178	0.9	855	48	548	54

【 0 0 4 9 】

【表 2 - 2】

表 2 - 2

番号	ステップ (4)						ステップ (5)		ステップ (6)
	焼鈍均熱温度 (°C)	焼鈍時間 (s)	冷却速度 (°C / s)	急速冷却開始温度 (°C)	急速冷却速度 (°C / s)	急冷完了温度 (°C)	焼き戻し温度 (°C)	焼き戻し時間 (s)	テンパー圧下率 (%)
実施例 1	815	150	5	705	55	200	200	220	0.3
実施例 2	785	90	4	715	44	250	250	300	0.2
実施例 3	796	105	5	670	65	265	265	210	0.3
実施例 4	784	180	3	720	70	270	270	250	0.2
実施例 5	810	60	4	680	66	235	235	175	0.1
実施例 6	808	175	5	725	58	240	240	205	0.2
実施例 7	777	85	3	695	57	266	266	380	0.1
比較例 1	790	150	3	675	48	216	216	330	0.1
比較例 2	796	90	3	670	36	208	208	205	0.3
比較例 3	800	120	4	705	48	262	262	190	0.1
比較例 4	811	180	5	720	62	225	225	210	0.3
比較例 5	789	60	5	725	58	239	239	250	0.2
比較例 6	812	75	5	700	80	252	252	120	0.1
比較例 7	786	140	4	655	70	227	227	300	0.3
比較例 8	793	135	4	700	62	264	264	125	0.3
比較例 9	811	95	3	680	48	240	240	175	0.2
比較例 10	806	165	5	685	80	215	215	205	0.1
比較例 11	<u>758</u>	125	4	675	35	235	235	380	0.1
比較例 12	<u>835</u>	65	4	705	56	242	242	280	0.3
比較例 13	810	75	3	710	48	<u>178</u>	<u>178</u>	300	0.2
比較例 14	795	120	3	695	72	<u>292</u>	<u>292</u>	280	0.1

【 0 0 5 0 】

説明しなければならないが、表 2 - 2 に示すとおり、各実施例および比較例の急冷完了温度が焼き戻し温度と同じである。なぜなら、実際のプロセス操作過程中において、急冷操作が完了したとたん、焼き戻し操作を行う。

【 0 0 5 1 】

実施例 1 - 7 の冷間圧延焼鈍二相鋼および比較例 1 - 14 の鋼に対し各性能測定を行い、得られる測定結果を表 3 に示す。性能測定方法は、G B / T 1 3 2 3 9 - 2 0 0 6 金属材料低温引張試験方法に基づき、標準サンプルを作製し、引張試験機で静的引張を行い、得られた相応の応力 - ひずみ曲線に対しデータ処理を行い、最終的に降伏強度、引張強度と破断伸び率パラメータを得た。

【 0 0 5 2 】

表 3 は、実施例 1 - 7 の冷間圧延焼鈍二相鋼および比較例 1 - 14 の鋼の性能測定結果を示す。

【 0 0 5 3 】

10

20

30

40

50

【表 3】

表 3

番号	降伏強度 (MPa)	引張強度 (MPa)	A ₅₀ 破断伸び率 (%)	90° 湾曲半径 R (mm)	板厚 t (mm)	R / t
実施例 1	454	800	22.3	1.0	1.1	0.91
実施例 2	435	812	21.5	1.0	1.1	0.91
実施例 3	474	856	19.5	1.0	1.1	0.91
実施例 4	449	832	20.5	1.0	1.2	0.83
実施例 5	458	827	20.8	1.0	1.2	0.83
実施例 6	476	872	19.7	1.0	1.2	0.83
実施例 7	489	884	18.4	1.0	1.1	0.91
比較例 1	<u>386</u>	<u>768</u>	25.2	1.0	1.2	0.83
比較例 2	525	934	<u>14.6</u>	1.5	1.0	1.50
比較例 3	<u>393</u>	<u>777</u>	24.3	1.0	1.0	1.00
比較例 4	518	941	<u>15.1</u>	1.5	1.1	1.36
比較例 5	<u>404</u>	835	19.6	1.0	1.0	1.00
比較例 6	<u>408</u>	828	20.1	1.0	1.1	0.91
比較例 7	<u>383</u>	<u>765</u>	24.7	1.0	1.1	0.91
比較例 8	525	936	<u>16.6</u>	1.5	1.3	1.15
比較例 9	543	952	<u>15.8</u>	1.5	1.0	1.50
比較例 10	<u>394</u>	<u>774</u>	24.5	1.0	1.0	1.00
比較例 11	<u>390</u>	<u>772</u>	24.5	1.0	1.0	1.00
比較例 12	537	947	<u>15.5</u>	1.5	1.2	1.25
比較例 13	534	942	<u>15.3</u>	1.5	1.1	1.36
比較例 14	<u>385</u>	<u>774</u>	24.5	1.0	1.0	1.00

【0054】

表 3 からわかるように、本発明の設計規範の制限要求を満たす実施例 1 - 7 の性能が優れており、その降伏強度がいずれも 420 MPa；その引張強度がいずれも > 780 MPa、A₅₀ ゲージ破断伸び率がいずれも 18%、90 度冷間圧延性能の特定パラメータ R / t 1 (R が湾曲半径を示し、t が板厚を示し、単位パラメータが mm である)。各実施例の冷間圧延鈍二相鋼は、各項の性能がとても優れており、Mo、Cr などの貴重合金元素が添加されてないままで、780 MPa を超える引張強度が得られ、良好な伸び率および優れた冷間圧延性能を有する。

【0055】

説明しなければならないが、本発明の保護範囲中における従来技術の部分は、本願に提供される実施例に限定するものではなく、先行特許文献、先行開示出版物、先行開示応用などを含むがそれらに限らない本発明の技術案に矛盾しない技術案は、いずれも本発明の保護範囲に収まる。また、本願における各技術特徴の組み合わせ方式は、本願請求項に記載の組み合わせ方式もしくは具体的な実施例に記載の組み合わせ方式に限定するものではなく、本願に記載の全ての技術特徴は、お互いに矛盾しない限り、いかなる方式で自由に組み合わせもしくは結合してもいい。

【0056】

さらに、注意しなければならないが、以上に挙げられた実施例は、本発明の具体的な実施例でしかない。本発明は以上の実施例に限定されなく、当業者は、その類似変化や変形を、本発明の開示内容から直接得られ、もしくは容易に想到できるため、本発明の保護範囲に属することは、言うまでもない。

10

20

30

40

50

【図面】

【図 1】

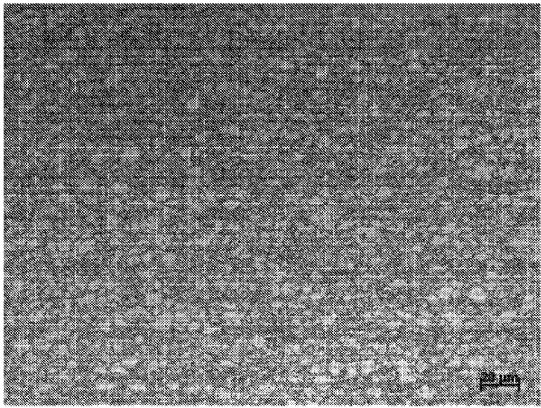


图 1

10

20

30

40

50

フロントページの続き

審査官 山本 佳

- (56)参考文献 特開 2 0 0 7 - 0 9 2 1 2 7 (J P , A)
特開 2 0 1 6 - 2 1 6 8 0 8 (J P , A)
特開 2 0 0 6 - 2 1 9 7 3 8 (J P , A)
国際公開第 2 0 1 6 / 1 5 7 2 5 8 (W O , A 1)
国際公開第 2 0 1 9 / 1 8 7 0 2 7 (W O , A 1)
特許第 7 2 7 7 8 3 6 (J P , B 2)
- (58)調査した分野 (Int.Cl., D B 名)
C 2 2 C 3 8 / 0 0 - 3 8 / 6 0
C 2 1 D 9 / 4 6